

HIGH TENSILE STRENGTH STEEL MATERIAL FOR WELDING, EXCELLENT IN TOUGHNESS IN WELD HEAT-AFFECTED ZONE, AND ITS MANUFACTURE

Publication number: JP2000119797 (A)

Publication date: 2000-04-25

Inventor(s): HARA TAKUYA; UEMORI RYUJI; SAITO NAOIKI; TAMEHIRO HIROSHI +

Applicant(s): NIPPON STEEL CORP +

Classification:

- international: C21C7/00; C21C7/06; C22C38/00; C22C38/14; C22C38/58; C21C7/00; C21C7/06; C22C38/00; C22C38/14; C22C38/58; (IPC1-7): C21C7/00; C21C7/06; C22C38/00; C22C38/14; C22C38/58

- European:

Application number: JP19980289464 19981012

Priority number(s): JP19980289464 19981012

Abstract of JP 2000119797 (A)

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a steel material having high safety, which is excellent in toughness at low temperature in a weld heat-affected zone (HAZ) at large heat input welding of (2. 5 to 100) kJ/mm and used for structures for shipbuilding, building, pressure vessel, line pipe, or the like and a stable manufacturing method of this steel material by mass production. **SOLUTION:** This high tensile strength steel material for welding, excellent in toughness in HAZ, has a composition containing, as principal components, 0.01-0.15% C, <=0.6% Si, 0.5-2.5% Mn, 0.005-0.025% Ti 0.0001-0.0050% Mg, and 0.0003-0.0020% B and also containing inevitable impurities. Further this steel material has a duplex phase matter structure where Mg oxides function as nucleation sites for sulfides or Ti nitrides.

Data supplied from the *espacenet* database — Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号 (特開 2000-119797)

特開 2000-119797

(P2000-119797A)

(43) 公開日 平成 12 年 4 月 25 日 (2000. 4. 25)

(51) Int. Cl.⁷ 識別記号

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C

38/00

3 0 1 B

4 K 0 1 3

C 2 1 C 7/00

C 2 1 C

7/00

7/00

7/00

C 2 2 C 38/14

C 2 2 C

38/14

38/14

38/14

C 2 2 C 38/58

C 2 2 C

38/58

38/58

38/58

(21) 出願番号 特願 10-289464

(22) 出願日 平成 10 年 10 月 12 日 (1998. 10. 12)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

(72) 発明者 原規卓也

千葉県富津市新富 20-1

新日本製鐵株式会社

(73) 発明者 植森龍治

千葉県富津市新富 20 番 1 号

新日本製鐵株式会社

(74) 代理人 10007/517

弁理士 (石田 敬 外 2 名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶接熱影響部靱性に優れた溶接用高張力鋼材とその製造方法

(57) 【要約】 本発明は、溶接熱影響部靱性に優れた溶接用高張力鋼材とその製造方法に関する。

【課題】 2.5~10.0 kJ/mm の大入熱溶接における溶接熱影響部 (HAZ) における低温靱性に優れた

造船、建築、圧力容器、ラインパイプなど構造物に使用

する安全性の高い鋼材と、その鋼材の安定した大量生産

の製造方法を提供する。

【解決手段】 C: 0.01~0.15%, Si: 0.06% 以下、Mn: 0.5~2.5%, Ti: 0.005

~0.025%, Mg: 0.0001~0.0050%, B: 0.0003~0.0020% を主成分とし、

その他不可避の不純物からなり、Mg 酸化物が、硫化物

或いは Ti 窒化物の核生成サイトとして機能する複相物構

造を有する HAZ 靱性に優れた溶接用高張力鋼材とその

製造方法。

(2) 000-119797 (P2000-119797A)

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C:0.01~0.15%、Si:0.6%以下、Mn:0.5~2.5%、Ti:0.005~0.025%、Mg:0.0001~0.0050%、B:0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避的不純物からなり、Mg酸化物が、硫化物或いはTi窒化物の核生成サイトとして機能する複相物構造を有することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【請求項2】 C:0.01~0.15%、Si:0.6%以下、Mn:0.5~2.5%、Ti:0.005~0.025%、Mg:0.0001~0.0050%、B:0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避的不純物からなり、MgおよびTiを含有する複相物が、Mg酸化物を主に含有する中心部と、Ti窒化物およびMn硫化物を主に含有する表層部からなる複相物構造を有することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【請求項3】 前記複相物構造がMgO核周囲に(Mg, Mn)SのMn欠乏層からなることを特徴とする請求項1または2記載のHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【請求項4】 C:0.01~0.15%、Si:0.6%以下、Mn:0.5~2.5%、P:0.0030%以下、S:0.005%以下、Al:0.010%以下、Ti:0.005~0.025%、Mg:0.0001~0.0050%、O:0.001~0.004%、N:0.001~0.006%、B:0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避的不純物からなり、粒径:0.0001~数十 μm のTiおよびMgを含有する複相物が40個/ mm^2 以上分散している組織を有することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【請求項5】 C:0.01~0.15%、Si:0.6%以下、Mn:0.5~2.5%、Ti:0.005~0.025%、Mg:0.0001~0.0050%、B:0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避的不純物からなり、MgおよびTiを含有する複相物が、Mg酸化物を主に含有する中心部と、Ti窒化物およびMn硫化物を主に含有する表層部からなる複相物構造を有し、前記TiおよびMgを含有する複相物の粒子径が0.0001 μm ~数十 μm のTiおよびMgを含有する複相物で、かつ前記複相物の1 μm 程度の粒子径が250個/ mm^2 以上、更に、前記複相物の0.1 μm 程度の粒子径が1個/ μm^2 以上分散している組織を有することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【請求項6】 前記主成分に、更に、Nb:0.005~0.10%、V:0.01~0.10%、Ni:0.05~0.20%を含有することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

0.05~1.0%、Mo:0.05~0.8%の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1~5のいずれかの項に記載のHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【請求項7】 C:0.01~0.15%、Si:0.6%以下、Mn:0.5~2.5%、Ti:0.005~0.025%、Mg:0.0001~0.0050%、B:0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避的不純物からなる溶鋼の溶製時に、溶鋼中に脱酸剤として最初にTiを添加し、その後Mgを添加することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材の製造方法。

【請求項8】 C:0.01~0.15%、Si:0.6%以下、Mn:0.5~2.5%、Ti:0.005~0.025%、Mg:0.0001~0.0050%、B:0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避的不純物からなる溶鋼の溶製時に、溶鋼中に脱酸剤として最初にTiを添加後、2~30分放置し、次いで、引き続きMgを添加し、更に2~30分放置してから鋳造を開始することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、溶接熱影響部(HAZ)における低温靱性に優れた鋼材とその製造方法に関するもので、特に、アーク溶接、電子ビーム溶接、レーザー溶接等を行うに最適な大入熱溶接鋼材および超大入熱溶接鋼材とその製造方法に関するものである。

【0002】 【従来の技術】最近の建築構造物の高層化に伴ない鋼製柱部材への厚手の厚板材が使用される場合、四面ボックスの製造にサブマージアーク溶接など50kJ/mm以上を超える超大入熱溶接が適用されている。特に、最近では建築構造物の安全性の観点から建築用鋼板に対しても母材およびHAZの靱性レベル向上の必要性が指摘されている。一方、海洋構造物についても海洋構造物用鋼として、YP360~460MPa級の強度を有する高HAZ靱性が開発されている。更に、天然ガス輸送用長距離パイプラインでは、輸送効率向上のための高圧化や使用鋼管量の低減の理由からラインパイプの高強度化が検討されている。これら用途に使用される鋼材に要求される重要な特性の一つがHAZ靱性である。

【0003】 近年、熱処理技術或いは制御圧延、加工熱処理法(TMCP)が高度に発展し、鋼材それ自体の低温靱性を改善することは容易になったが、反面、溶接HAZは溶接時に高温に再加熱されるため、鋼材の微細組織が完全に失われ、その微細組織は著しく粗大化してHAZ靱性の大幅な劣化を招いている。従来から上記大入熱溶接HAZ靱性向上に関しては多種、多様の知見・技

(3) 000-119797 (P2000-119797A)

はHAZが受ける熱履歴が大きく異なるために、大入熱溶接HAZ靱性向上技術がそのまま超大入熱溶接のHAZ靱性向上に適用できない場合が多く見られる。上述の大入熱溶接HAZ靱性向上技術を分類すると、主に二つの技術に大別できる。その一つは、鋼中粒子によるピン止め効果を利用したオーステナイト粒粗大化防止技術であり、他の一つはオーステナイト粒内フェライト変態利用による有効結晶粒微細化技術である。それらの技術を開示したものとして代表的な提案を以下に示すこととする。

【0004】先ず、鉄と鋼、第61年(1975)第11号、第68頁には、各種の鋼中窒化物・炭化物についてオーステナイト粒成長抑制効果を検討し、Tiを添加した鋼ではTiNの微細粒子が鋼中に生成し、大入熱溶接HAZにおけるオーステナイト粒成長を効果的に抑制する技術が開示されている。特開昭60-184663号公報には、鋼中に、Al:0.04~0.10%、Ti:0.002~0.02%、REM:0.003~0.05%を含有させ、REMの硫化物・酸化物形成を利用し、大入熱溶接時のHAZ部組織の粗大化を防止し、入熱:150kJ/cmの大入熱溶接でもHAZ靱性向上の技術が開示されている。また、特開昭60-245768号公報では、粒子径:0.1~3.0μm、粒子数:5×10³~1×10⁷個/mm³のTi酸化物、Ti酸化物・Ti窒化物との複合体のいずれかを含有する鋼では、入熱:150kJ/cmの大入熱溶接HAZ内でこれら粒子がフェライト変態核として作用することによりHAZ組織が微細化してHAZ靱性向上の技術が開示されている。特開平2-254118号公報では、Ti、Sを適量含有する鋼において大入熱溶接HAZ組織中にTiN、MnSの複合析出物を核として粒内フェライトが生成し、HAZ組織を微細化することによりHAZ靱性向上の技術が開示されている。特開昭61-253344号公報には、Al:0.005~0.008%、B:0.0003~0.0050%に加え、Ti、Ca、REMの少なくとも1種を0.03%以下含有する鋼が、大入熱溶接HAZで未溶解のREM・Ca酸化・硫化物或いはTiNを起点として冷却過程でBNを形成させ、ここからフェライトを生成させることにより大入熱HAZ靱性向上の技術が開示されている。更に、CAMP-ISIJ、Vol.3(1990)808頁には、Tiオキサイド鋼における粒内フェライト変態に及ぼすNの影響が、また、鉄と鋼第79年(1993)第10号には、Tiオキサイドを含む鋼における粒内フェライト変態に及ぼすBの影響が報告されている。また、特開平9-157787号公報には、Ti、Mgを含有する鋼で、粒子径:0.01~0.20μmのMg含有酸化物を40,000~100,000個/mm²含み、かつ粒子径:0.20~5.0μmのTi含有酸化物とMnSとからなる複合体を20~400個/mm²

として、γ粒成長抑制と粒内フェライト変態促進を図ることにより500kJ/cm以上の超大入熱溶接HAZ靱性に優れた高張力鋼を開示している。

【0005】【発明が解決しようとする課題】しかしながら、上述した技術にはそれぞれ以下に記すような問題点が指摘されている。まず、鉄と鋼、第61年(1975)第11号、第68頁で開示された技術ではTiNを始めとする窒化物を利用してオーステナイト粒成長を図るものであるが、大入熱溶接では効果が発揮されるも、超大入熱溶接では1350℃以上の滞留時間が長いために殆どのTiNが固溶し、粒成長効果が喪失するという欠点がある。特開昭60-184663号公報で開示された技術は、硫・酸化物は、窒化物に比べて1350℃以上の高温における安定性は高いために粒成長抑制効果は維持されるが、硫・酸化物を微細を微細に分散させることは困難である。この硫・酸化物は密度が低いために個々の粒子のピン止め効果は維持されるとしても超大入熱溶接HAZのオーステナイト粒径を小さくすることには限度があり、これだけで靱性向上を図ることはできない。特開昭60-245768号公報で開示された技術では、Ti酸化物の高温安定性を考慮すると超大入熱溶接においてもその効果は維持されるも、超大入熱溶接HAZではオーステナイト粒が粗大化する場合には粒内変態だけでHAZ組織を微細化することには限度がある。特開平2-254118号公報に開示された技術では、大入熱溶接のように1350℃以上の滞留時間が比較的に短い場合には効果を発揮するが、超大入熱溶接の場合で前述の温度以上での滞留時間が長い場合には、この間にTiNが固溶してしまうためにフェライト変態核が消失し、その効果が発揮できないという問題がある。特開昭61-253344号公報に開示された技術では、REM・Caの酸化・硫化物或いはTiN上にBNを形成させても、REM・Caの酸化・硫化物の個数を増加させることは困難な上に、TiNは固溶してフェライト生成核として作用せず、その効果が発揮できないという問題がある。更に、CAMP-ISIJ、Vol.3(1990)808頁、および鉄と鋼第79年(1993)第10号に開示された技術においても、HAZ靱性のレベルは必ずしも十分でなかった。【0006】更に、特開平9-157787号公報で開示された技術では、入熱が500kJ/cm以上のような超大入熱溶接の場合にだけ適用しており、500kJ/cm未満の溶接入熱の場合のHAZ靱性については言及されていないという問題がある。【0007】【発明を解決するための手段】本発明は、溶接熱影響部(HAZ)における低温靱性に優れた鋼材とその製造方法に関するもので、特に、アーク溶接、電子ビーム溶接、レーザー溶接等を行うに最適な大入熱溶接鋼材と

(4) 000-119797 (P2000-119797A)

超大入熱溶接鋼材とその製造方法を提供するものである。ここで、上述の鋼材とは厚鋼板、熱延鋼板、形鋼、鋼管等を含めたものを指す。

【0008】本発明者らは、鋼材のHAZ靱性を向上させるために、化学成分（組成）とそのミクロ組織について研究（オキサイドメタラジー）を行い、新しい高HAZ靱性の鋼を開発した。このオキサイドメタラジーの研究は、酸化物の組成と分布を制御して硫化物、窒化物などの不均質核生成サイトとして作用させることにより、結晶粒の成長制御、粒内フェライト変態、マトリックスの清浄化などが可能となるばかりか、酸化物自体の組成を変えて、その変態能を目的とする鋼材特性に応じて制御することができる技術である。しかしながら、この実用化はこの分野で先駆的な役割を果たした厚板、条鋼、鋼管分野でも数がすくなく、その主たる技術が上述した先行技術に開示されたもので、1) Ti複合酸化物を核として生成する粒内変態フェライトを利用したHAZにおける低温靱性の改善技術（Ti脱酸鋼およびTi-Ai複合脱酸鋼）と、2) 複合析出物：MnS+VNを核として生成する粒内変態フェライトによる熱処理時の靱性改善技術（熱間鍛造用非調質鋼）に過ぎない。また、これらの技術が実用化されてから久しいにも拘わらず、オキサイドメタラジーの研究は停滞気味で、その優れた概念を十分生かすことができていない。

【0009】本発明者らは、上記問題を打破すべく更に研究を重ね、従来よりも更に有効な酸化物を多量、微細に分散させ、前述の目的に適う酸化物種の選定およびその分散技術について研究した結果、粒内変態フェライト密度の増加や生成能力の向上に加えて、再加熱時のオーステナイト粒の成長抑制（微細化）効果が期待できること、また、鋼材中に含まれる不純物元素、例えば、P、S、或いは水素トラップが可能な酸化物が発見できればマトリックスの清浄化や鏡面表面疵の防止などにも利用しうること、更に、適切な酸化物を高密度で分散することができれば、高温クリープ強度を改善することが可能であると期待しうるとの知見を得た。そして、このオキサイドメタラジーが完成すれば、鋼材製造プロセスでは溶鉄予備処理・製鋼工程での脱P、脱S処理や脱水素処理の簡省略、圧延工程での低温加熱、TCMPの軽減や成形加工での溶接時の予熱、熱処理の簡省略が可能となる。また、材料開発の面でも超大入熱溶接用鋼・HAZ靱性の優れた高強度ラインパイプ・予熱低減型高張力鋼など新しい鋼材の開発も期待しうるとの知見を得た。

【0010】本発明者らは、上述したような効果を有する酸化物種に関して探索的な検討を行ったところ、Mg酸化物が最も有望であるとの知見を得、Mgオキサイドメタラジーの研究を続行した。その結果、Mg酸化物（複合酸化物）は、強力な粒内フェライト変態生成能を有する他、再加熱時のオーステナイト粒の成長抑制（微

せもっていることも解明した。

【0011】本発明は、上述した研究の結果得られた成果であり、従来全く解明されていなかった新しいオキサイドメタラジー技術を発明した。その特徴は、低炭素ホウ素含有鋼にTiを添加した後にMgを添加し、かつO量を制御して鋼中にTiおよびMgを含有する複相物（この他、MnS、CuSなどの硫化物をも含む。）を微細に分散させ、Mg酸化物（複合酸化物）が強力な粒内フェライト変態生成能を有し、かつ再加熱時のオーステナイト粒の成長抑制（微細化）や不純物元素P、Sを固定することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材とその製造方法である。その具体的要旨は以下のとおりである。

【0012】(1) C: 0.01~0.15%、Si: 0.6%以下、Mn: 0.5~2.5%、Ti: 0.05~0.025%、Mg: 0.0001~0.0050%、B: 0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避の不純物からなり、Mg酸化物が、硫化物或いはTi窒化物の核生成サイトとして機能する複相物構造を有することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【0013】(2) C: 0.01~0.15%、Si: 0.6%以下、Mn: 0.5~2.5%、Ti: 0.05~0.025%、Mg: 0.0001~0.0050%、B: 0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避の不純物からなり、MgおよびTiを含有する複相物が、Mg酸化物を主に含有する中心部と、Ti窒化物およびMn硫化物を主に含有する表層部からなる複相物構造を有することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【0014】(3) 前記酸窒化物構造が、MgO核周囲に(Mg, Mn)SのMn欠乏層からなることを特徴とする前記(1)または(2)記載のHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

(4) C: 0.01~0.15%、Si: 0.6%以下、Mn: 0.5~2.5%、P: 0.030%以下、S: 0.005%以下、Al: 0.010%以下、Ti: 0.005~0.025%、Mg: 0.0001~0.0050%、O: 0.001~0.004%、N: 0.001~0.006%、B: 0.0003~0.0020%を主成分とし、その他不可避の不純物からなり、粒径: 0.0001~数十 μ mのTiおよびMgを含有する複相物が40個/mm²以上分散している組織を有することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【0015】(5) C: 0.01~0.15%、Si: 0.6%以下、Mn: 0.5~2.5%、Ti: 0.05~0.025%、Mg: 0.0001~0.0050%、B: 0.0003~0.0020%を主成分と

(5) 000-119797 (P2000-119797A)

含有する複相物が、Mg酸化物を主に含有する中心部と、Ti窒化物およびMn硫化物を主に含有する表層部からなる結晶構造を有し、前記TiおよびMgを含有する複相物の粒子径が $0.0001\mu\text{m}$ ～数十 μm のTiおよびMgを含有する複相物で、かつ前記複相物の $1\mu\text{m}$ 程度の粒子径が $250\text{個}/\text{mm}^2$ 以上、更に、前記複相物の $0.1\mu\text{m}$ 程度の粒子径が $1\text{個}/\mu\text{m}^2$ 以上分散している組織を有することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【0016】(6) 前記主成分に、Nb: $0.005\sim0.10\%$ 、V: $0.01\sim0.10\%$ 、Ni: $0.05\sim2.0\%$ 、Cu: $0.05\sim1.2\%$ 、Cr: $0.05\sim1.0\%$ 、Mo: $0.05\sim0.8\%$ の1種または2種以上を含有することを特徴とする前記(1)～(5)のいずれかの項に記載のHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材。

【0017】(7) C: $0.01\sim0.15\%$ 、Si: 0.6% 以下、Mn: $0.5\sim2.5\%$ 、Ti: $0.05\sim0.025\%$ 、Mg: $0.0001\sim0.0050\%$ 、B: $0.0003\sim0.0020\%$ を主成分とし、その他不可避的不純物からなる溶鋼の溶製時に、溶鋼中に脱酸剤として最初にTiを添加し、その後Mgを添加することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材の製造方法。

【0018】(8) C: $0.01\sim0.15\%$ 、Si: 0.6% 以下、Mn: $0.5\sim2.5\%$ 、Ti: $0.05\sim0.025\%$ 、Mg: $0.0001\sim0.0050\%$ 、B: $0.0003\sim0.0020\%$ を主成分とし、その他不可避的不純物からなる溶鋼の溶製時に、溶鋼中に脱酸剤として最初にTiを添加後、 $2\sim30$ 分放置し、次いで、引き続きMgを添加し、更に $2\sim30$ 分放置してから鋳造を開始することを特徴とするHAZ靱性に優れた溶接用高張力鋼材の製造方法。

【0019】

【発明の実施の形態】本発明は、前述したように、酸化物としてMg酸化物に着眼し、これを鋼中に微細分散させることができれば、1) MgOはTi、NやVNと同様に $\alpha\text{-Fe}$ （フェライト）との整合性が良いことから粒内変態核としての利用価値が高いこと、2) 熱的に安定なMgOのピンニング効果により加熱オーステナイト粒径を微細にできること、等の観点から超入熱溶接におけるHAZ靱性を著しく向上させることが可能になったものであり、特に、このことは、低炭素ホウ素含有鋼にTiを添加した後にMgを添加し、かつO量を制御して、鋼中にTiおよびMgを含有する複相物（この他に、MnS、CuSなどの硫化物をも含む。）を微細に分散させることである。なお、ここでいうTiおよびMgを含有する酸化物（この他に、MnS、CuSなどの硫化物をも含む。）とは鋼中に主としてTi酸化物、Mg酸化物、Ti-Mgの複合酸化物等の酸化物

その他の例えば、Mn、Si、Al、Zr等の酸化物或いは複合酸化物やTiNなどの窒化物、Mn、Cu、Ca、Mgなどの硫化物或いは複合硫化物を示す。

【0020】本発明において、低炭素ホウ素含有鋼中で微細に分散したTi-Mg複合酸化物は、1) 粗大化したオーステナイト粒内における微細な粒内フェライトの生成、および/或いは、2) オーステナイト粒の粗大化を抑制して、HAZ組織を微細化し、HAZ特性を大幅に改善することを明らかにした。しかも、3) 硬さが 250HV 以下、入熱が $5\text{kJ}/\text{mm}$ 以下で、かつMg量が 0.0010% 以下の場合にその効果が現れ、4) 硬さが 250HV 以上、入熱が $5\text{kJ}/\text{mm}$ 以下或いは $5\text{kJ}/\text{mm}$ 以上で、かつMg量が 0.0010% を超える場合にその効果が現れることが判明した。これらの理由を本発明者らは以下のように考えている。すなわち、HAZ硬さが 250HV 以下で、かつ入熱が $5\text{kJ}/\text{mm}$ 以下と低い場合には、溶接後の冷却速度が速いためにオーステナイト粒径は $50\sim200\mu\text{m}$ と一定である。

従って、酸化物は粒内フェライト生成を促進させる働きがある。ここで、Mg量が 0.0010% を超えるとMnSの生成が起こりにくくなるのでMnSの生成が抑制され、粒内変態の効果が弱まる。従って、Mg量は 0.0010% 以下にする必要がある。一方、HAZ硬さが 250HV 以上で、かつ入熱が $5\text{kJ}/\text{mm}$ 以下になるとオーステナイト粒径は殆ど一定であるが、Bを含有するために粒内の組織が焼き入れ性の高い組織、すなわち下部ベイナイト組織になるためにHAZ靱性が向上する。また、 $5\text{kJ}/\text{mm}$ 以上では、オーステナイト粒径が粗大化するためにMg酸化物をピンニング粒子に使用する。その際、Mg酸化物を微細に分散させるためにMgは 0.0010% 以上必要である。

【0021】また、上述した場合において、Ti-Mgの複合酸化物のサイズと密度が重要な鍵となる。ただし、Mg量が多い場合には、TiとMgの複合酸化物以外にMg単独酸化物が存在するケースがあるし、また、Mg量は少ない場合には、TiとMgの複合酸化物以外にTi単独の酸化物が存在するケースがある。しかし、TiとMgの単独および複合酸化物のサイズが $0.001\sim5\mu\text{m}$ である場合には、これら複合酸化物が微細に分散しているのでHAZ靱性には問題がない。

【0022】この複合酸化物は、Ti単独添加時に生成するTi酸化物に比べて、より多量・微細に分散しており、前記1)・2)に対する効果よりも大きいことが分かった。しかし、このような効果を得るためには、Mg酸化物が、硫化物或いはTi窒化物の核生成サイトとして機能する結晶構造、すなわち、MgおよびTiを含有する複相物が、Mg酸化物を主に含有する中心部と、Ti窒化物およびMn硫化物を主に含有する表層部からなる結晶構造であり、前記結晶構造が、MgO核周囲に（Mn、Cu、Ca、Zr等の酸化物やTiNなどの窒化物、Mn、Cu、Ca、Mgなどの硫化物或いは複合硫化物を示す。）を有する構造であることが好ましい。

(6) 000-119797 (P2000-119797A)

要がある。すなわち、本発明における酸化物の形態は、中心部にMg、Tiを含有し、表層部にはTi窒化物およびMn硫化物が存在する酸化物である。その粒子径は、 $0.0001\mu\text{m}$ ～数十 μm であり、それらの密度はMgを含有する $1\mu\text{m}$ 程度の粒子径が250個/ mm^2 以上で、かつMgを含有する $0.1\mu\text{m}$ 程度の粒子径が1個/ μm^2 以上である必要がある。

【0023】そのためには、鋼中に含有されるTi、Mg量が非常に重要になり、Ti、Mg量をそれぞれ0.005～0.025%、0.0001～0.0050%の範囲に限定する必要がある。これらの下限は、複合酸化物を多量・微細に分散させるための最小量であり、TiはO、N量にもよるが、HAZでのTiC生成による低温靱性を劣化するため、その上限は0.025%としなければならない。また、Mg量は多量に酸化物を分散させるには製鋼上非常に困難を要するので、その上限を0.0050%としなければならない。Mg量の好ましい範囲は、0.0001～0.0030%である。

【0024】TiとMgの複合Mg酸化物の大きさが $0.001\mu\text{m}$ 未満では酸化物が小さすぎてオーステナイト粒粗大化抑制効果、或いは粒内フェライト生成の効果がなく、 $5.0\mu\text{m}$ を超える大きさでは酸化物が大きすぎるために、同様にオーステナイト粒粗大化抑制効果、或いは粒内フェライト生成の効果がなくなる。このオーステナイト粒粗大化抑制効果のある酸化物は、 $0.01\mu\text{m}$ 程度のMg酸化物の周りに $0.1\mu\text{m}$ のTiの窒化物が存在しているものである。従って、 $0.1\mu\text{m}$ のMg酸化物とTi窒化物が、この大きさと微細分散していることが好ましい。また、中心部のMg酸化物は、融点が極めて高いために溶接温度においても粒子が消失せず、粒子の分布が損なわれることがない。

【0025】前述したような複相物構造を有する介在物の生成は、脱酸条件と密接に関係している。脱酸元素の順序は弱脱酸から強脱酸の順序で脱酸が行われる必要がある。すなわち、最初がSiおよびMn脱酸の状態、次にTi脱酸を行う。次いで、酸化物としてTi酸化物がかなり存在した状態でMg脱酸を行う。この時、Mg量にもよるがTi酸化物がMg酸化物になり、Ti酸化物が還元されてTiNに変わる。Mg量が少ない場合には、Ti酸化物が多く、Mg酸化物は少なくなり、Mg量が多い場合には、Mg酸化物或いはMgとTiの酸化物になる。ここで重要なことは、Alを添加しないことである。Alが添加されると、酸化物の凝集粗大化が起こり、微細な酸化物の分散が起こりにくくなるためであり、本発明においては基本的にAlを添加しないことを必須の要件とする。

【0026】次に、本発明による溶接用高張力鋼材を得るための製造方法について述べる。特に、本発明による溶接用高張力鋼材を得るための製造方法としては、この

5%、Si:0.6%以下、Mn:0.5～2.5%、Ti:0.005～0.025%、Mg:0.0001～0.0050%、B:0.0003～0.0020%を主成分とし、その他不可避的不純物からなる溶鋼を出発材とすることが一つの特徴であり、次の重要な特徴としては、前記組成を有する溶鋼溶製時に、溶鋼中に脱酸剤として最初にTiを添加後、2～30分放置し、好ましくは3～10分放置し、次いで、引き続きMgを添加し、更に2～30分放置、好ましくは3～10分放置、してから鑄造を開始することである。鑄造の開始温度は 1570°C 近傍が好ましいと考えられる。

【0027】このような鑄造条件を採用することにより、Tiを添加する前はSiとMnの酸化物が形成されていたものが、Tiを添加後、2～30分放置し、好ましくは3～10分放置することによりSi、MnとTiの酸化物(SiとMnの量は還元されて少なくなる)と、Tiの酸化物となり、更にMgを添加後、2～30分放置し、好ましくは3～10分放置することによりSi、Mn、Ti、Mgの酸化物(Si、Mn、Tiの量は還元されて少なくなる)が形成され、そしてTiとMgの酸化物(Tiの量は還元されて少なくなる)と、Mgの酸化物が形成される。一方、前述のような放置時間がない場合には、Ti或いはMgの酸化物形成の時間的余裕がない状態で反応が開始され、親和力の関係からTi或いはMgが有効に機能せずそれぞれ単体で存在することになり、添加の意義が薄れてくると考えられる。

【0028】更に、ピンニングについて説明すると、微細なTiNは、通常転位上に析出するために、鑄造された鋼片の凝固時には析出することは少なく、その後のスラブ加熱の昇温時・保熱時・圧延時、或いは冷却中に微細TiNが析出する。一方、TiN+MgOは熱的に安定であること、MgOとTiNは格子定数がよくあっていることから、MgOにTiNが優先析出するものと考えられる。

【0029】一方、粒内フェライト生成に効果のある酸化物はMg及びTiの酸化物のまわりにTiの窒化物或いはMnの硫化物が存在するものである。その大きさは $0.3\sim3.0\mu\text{m}$ 程度のもので、これらの大きさの粒子が微細分散しているものが好ましい。粒子の形態はTiNを主とするTi窒化物が表層にあり、その格子定数(0.4242nm)がフェライトとの $[110]$ の長さ 0.4054nm に極めて近いためにフェライト生成核としての有効性が高い。またMnSを主とする硫化物も表層にありMn欠乏層の存在により、フェライト生成が容易になる。

【0030】またTi、Mg複合酸化物の密度は、粒内変態生成の場合に必要な。その個数は40個/ mm^2 未満では酸化物分散の数が少なくオーステナイト粒粗

(7) 000-119797 (P2000-119797A)

mm² 以上必要である。粒内変態生成に有効なMg及びTiの酸化物の密度はCMA測定法により25.0個/mm² 以上あることが好ましい。この場合の密度のCMA測定法は0.5mm×0.5mmの面積を1μmのビーム径を用いてCMAにより測定したものである。

【0031】またオーステナイト粒粗大化抑制に効果のあるMg酸化物+Ti窒化物は0.1μm程度と非常に微細なためにCMAでは測定不可能である。またZenerの関係からピンギングは酸化物の半径と体積分率で決まってくるので、密度の概念を導入することは難しい。従ってここでは酸化物の組成がMg酸化物とTi窒化物で、Mg量が最低0.0005%以上あれば可とする。

【0032】さらに、微細なTi-Mg酸化物を多量に得るためには、O量の限定が重要である。O量が少な過ぎると、多量に複合酸化物が得られず、多過ぎると鋼の清浄度の劣化がする。このため、O量を0.001~0.004%に限定した。以下に成分元素の限定理由について説明する。C量は0.01~0.15%に限定する。炭素は鋼の強度向上に極めて有効な元素であり、結晶粒の微細化効果の発現のために最低0.01%は必要である。しかしC量が多過ぎると母材、HAZの低温靱性の著しい劣化を招くので、その上限を0.15%とした。

【0033】Siは、脱酸や強度向上のため添加する元素であるが、多く添加するとHAZ靱性を著しく劣化させるので、上限を0.6%とした。鋼の脱酸はTiあるいはMgでも十分可能であり、Siは必ずしも添加する必要はない。Mnは、強度・低温靱性バランスを確保する上で不可欠な元素であり、その下限は0.5%である。しかしMn量が多過ぎると鋼の焼入れ性が増加してHAZ靱性を劣化させるだけでなく、連続鋳造片（鱗片）の中心偏析を助長し、母材の低温靱性をも劣化させるので上限を2.5%とした。

【0034】Ti添加は、微細なTiNを形成し、スラブ再加熱時および溶接HAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制してミクロ組織を微細化し、母材およびHAZの低温靱性を改善する。またAl量が少ないとき（たとえば0.010%以下）、Tiは酸化物を形成し、TiNの優先核としてHAZの粒内フェライト生成核として作用し、HAZ組織内を微細化する効果も有する。このようなTi添加効果を発現させるには、最低0.005%のTi添加が必要である。しかしTi量が多過ぎると、TiNの粗大化やTiCによる析出硬化が生じ、低温靱性を劣化させるので、その上限を0.025%に限定した。

【0035】Mgは、強脱酸元素であり、酸素と結合して微細な酸化物（微量のTiなどを含んだ複合酸化物）を形成する。鋼中に微細分散したMg酸化物はTiNに比べて高温でも安定であり、HAZ全域のγ粒の粗大化を抑制する。これは、粗大化したオーステナイト粒内

における微細な粒内フェライトが生成し、HAZ靱性を改善する。このためにはMgは最低0.0001%必要である。しかしMg量を多量に鋼の中に入れることは製鋼上非常に難しいので、その上限は0.0050%とした。好ましいMg量は0.0001%から0.0030%である。

【0036】なおO量については、Ti-Mg添加時に微細酸化物を十分に得るために、強脱酸元素Alの量を極力低下し、0.001~0.004%に制御することが有効である。Nは、TiNを形成しスラブ再加熱時および溶接HAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制して母材、HAZの低温靱性を向上させる。このために必要な最小量は0.001%である。しかしN量が多過ぎるとスラブ表面疵や固溶NによるHAZ靱性の劣化の原因となるので、その上限は0.006%に抑える必要がある。

【0037】Bは、極微量で鋼の焼き入れ性を飛躍的に高め、上部ベイナイトの生成を抑制し、下部ベイナイト主体の組織を得るために、極めて有効な元素である。1%Mnに相当する効果がある。さらに、BはMoの焼き入れ性向上効果を高めるとともにNbと共存して相乗的に焼入れ性を増す。このような効果を得るためには、Bは最低でも0.0003%が必要である。一方過剰に添加すると低温靱性を劣化させるだけでなく、かえってBの焼き入れ性向上効果を消失せしめることもあるのでその上限を0.0020%とした。

【0038】さらに本発明では、不純物元素であるP、S量をそれぞれ0.030%以下、0.005%以下とする。この主たる理由は母材およびHAZの低温靱性をより一層向上させるためである。P量の低減は鱗片の中心偏析を軽減するとともに、粒界破壊を防止して低温靱性を向上させる。またS量の低減は制御圧延で延伸化したMnSを低減して延靱性を向上させる効果がある。

【0039】つぎにNb、V、Ni、Cu、CrおよびMoを添加する目的について説明する。基本となる成分にさらにこれらの元素を添加する主たる目的は本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、強度・低温靱性、HAZ靱性などの特性の一層の向上や製造可能な鋼材サイズの拡大をはかるためである。したがって、その添加量は自ら制限されるべき性質のものである。

【0040】Nbは、Moと共存して制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制して結晶粒を微細化するだけでなく、析出硬化や焼入れ性増大にも寄与し、鋼を強靱化する作用を有する。Nbは最低0.005%以上必要である。しかしNb添加量が多過ぎると、HAZ靱性に悪影響をもたらすので、その上限を0.10%とした。Vは、ほぼNbと同様の効果を有するが、その効果はNbに比較して弱いと考えられていた。最低0.01%のV添加が必須であり、Vの上限はHAZ靱性の点から0.10%まで許容できる。Niを添加する目的は強度や低

(8) 000-119797 (P2000-119797A)

温靱性を向上させるためである。Ni添加は、MnやCr、Mo添加に比較して圧延組織（とくに鋳片の中心偏析帯）中に低温靱性に有害な硬化組織を形成することが少ないだけでなく、微量のNi添加がHAZ靱性の改善にも有効であることが判明した（HAZ靱性上、特に有効なNi添加量は0.3%以上である）。しかし添加量が多過ぎると、HAZ靱性を劣化させるばかりでなく、経済性をも損なわれるので、その上限を2.0%とした。またNi添加は連続鍛造時、熱間圧延時におけるCuクラックの防止にも有効である。この場合、NiはCu量の1/3以上添加する必要がある。

【0041】Cuは、Niとほぼ同様な効果をもつとともに、耐食性、耐水素誘起割れ特性の向上にも効果がある。また約0.5%以上のCu添加は析出硬化によって強度を大幅に増加させる。しかし過剰に添加すると、析出硬化により母材、HAZの靱性低下や熱間圧延時にCuクラックが生じるので、その上限を1.2%とした。

【0042】Crは、母材、溶接部の強度を増加させるが、多過ぎるとHAZ靱性を著しく劣化させる。このためCr量の上限は1.0%である。Moは、Nbと共存して制御圧延時にオーステナイトの再結晶を強力に抑制し、オーステナイト組織の微細化にも効果がある。しかし過剰なMo添加はHAZ靱性を劣化させるので、その上限を0.80%とした。

【0043】Ni、Cu、CrおよびMo量の下限0.05%は、それぞれの元素添加による材質上の効果が顕著になる最小量である。次に脱酸の順序について説明する。脱酸元素の順番は弱脱酸から強脱酸の順序で添加しなければならない。すなわち最初はSi脱酸の状態次にTi脱酸を行う。この時酸化物はTi酸化物がかなり存在する。次にMg脱酸を行う。このときMg量にも依るがTi酸化物がMg酸化物になりTi酸化物が還元されてTiNにかわる。Mg量が少ない場合はTi酸化物が多く、Mg酸化物は少ない。逆にMg量が多い場合にはMg酸化物あるいはMgとTiの酸化物になる。

【0044】ここで注意しなければならないことはAlを添加しないことである。Alを添加すると酸化物の凝集粗大化が起こり微細な酸化物の分散が起こりにくくなる。従って、この系では基本的にはAlを添加しない鋼である。ただし、Alは不可避免的に混入するが、0.015%以下であれば酸化物の凝集粗大化の問題はない。

【0045】つぎにTiとMgの複合酸化物のサイズと個数について説明する。TiとMgの複合Mg酸化物の大きさが0.001 μ m未満では酸化物が小さすぎてオーステナイト粒粗大化抑制効果あるいは粒内フェライト生成の効果がなく、5.0 μ mを超えた大きさでは酸化物が大きすぎるためにこれまたオーステナイト粒粗大化抑制効果あるいは粒内フェライト生成の効果なくなる。

酸化物は0.01 μ m程度のMg酸化物のまわりに0.1 μ mのTiの窒化物が存在しているものである。従って0.1 μ m程度のMg酸化物とTi窒化物であり、この大きさの酸化物が微細分散しているのが好ましい。中心部のMg酸化物は融点が極めて高いために溶接温度においても粒子が消失せず、粒子の分布が損なわれることがない。

【0047】一方、粒内フェライト生成に効果のある酸化物はMg及びTiの酸化物のまわりにTiの窒化物あるいはMnの硫化物が存在するものである。その大きさは0.3 \sim 3.0 μ m程度のもので、これらの大きさの粒子が微細分散しているものが好ましい。粒子の形態はTiNを主とするTi窒化物が表層にあり、その格子定数がフェライトと極めて近いためにフェライト生成核としての有効性が高い。またMnSを主とする硫化物も表層にありMn欠乏層の存在により、フェライト生成が容易になる。

【0048】またTi、Mg複合酸化物の密度は、粒内変態生成の場合に必要な。その個数は40個/mm²未満では酸化物分散の数が少なくオーステナイト粒粗大化抑制効果あるいは粒内変態生成に効かないので40個/mm²以上必要である。粒内変態生成に有効なMg及びTiの酸化物の密度はCMA測定法により250個/mm²以上あることが好ましい。この場合の密度のCMA測定法は0.5mm \times 0.5mmの面積を1 μ mのビーム径を用いてCMAにより測定したものである。

【0049】またオーステナイト粒粗大化抑制に効果のあるMg酸化物+Ti窒化物は0.1 μ m程度と非常に微細なためにCMAでは測定不可能である。またZenerの関係からピンングは酸化物の半径と体積分率で決まってくるので、密度の概念を導入することは難しい。従ってここでは酸化物の組成がMg酸化物とTi窒化物で、Mg量が最低0.0005%以上あれば可とする。

【0050】Mg添加素材については純金属MgあるいはMg合金を用いても良い。

【0051】

【実施例】つぎに本発明の実施例について述べる。

<実施例1>実験室溶解（50kg、120mm厚鋼塊）で種々の鋼成分の鋼塊を製造した。これらの鋼塊を種々の条件で厚みが13 \sim 30mmの鋼板に圧延し、諸機械的性質を調査した。鋼板の機械的性質（降伏強さYS、引張強さTS、シャルピー衝撃試験の-20℃での吸収エネルギー νE_{-20} と50%破面遷移温度 νTrs ）は圧延と直角方向で調査した。HAZ靱性（シャルピー衝撃試験の-20℃での吸収エネルギー νE_{-20} ）は再現熱サイクル装置で再現したHAZで評価した（最高加熱温度：1400℃、800 \sim 500℃の冷却時間 $[\Delta t_{800-500}]$ ：28秒）。Ti、Mg複合酸化物の大きさ、数はCMA分析を行い、調査した。

【0052】実施例2、実施例3、実施例4、実施例5、実施例6、実施例7、実施例8、実施例9、実施例10、実施例11、実施例12、実施例13、実施例14、実施例15、実施例16、実施例17、実施例18、実施例19、実施例20、実施例21、実施例22、実施例23、実施例24、実施例25、実施例26、実施例27、実施例28、実施例29、実施例30、実施例31、実施例32、実施例33、実施例34、実施例35、実施例36、実施例37、実施例38、実施例39、実施例40、実施例41、実施例42、実施例43、実施例44、実施例45、実施例46、実施例47、実施例48、実施例49、実施例50、実施例51、実施例52、実施例53、実施例54、実施例55、実施例56、実施例57、実施例58、実施例59、実施例60、実施例61、実施例62、実施例63、実施例64、実施例65、実施例66、実施例67、実施例68、実施例69、実施例70、実施例71、実施例72、実施例73、実施例74、実施例75、実施例76、実施例77、実施例78、実施例79、実施例80、実施例81、実施例82、実施例83、実施例84、実施例85、実施例86、実施例87、実施例88、実施例89、実施例90、実施例91、実施例92、実施例93、実施例94、実施例95、実施例96、実施例97、実施例98、実施例99、実施例100、実施例101、実施例102、実施例103、実施例104、実施例105、実施例106、実施例107、実施例108、実施例109、実施例110、実施例111、実施例112、実施例113、実施例114、実施例115、実施例116、実施例117、実施例118、実施例119、実施例120、実施例121、実施例122、実施例123、実施例124、実施例125、実施例126、実施例127、実施例128、実施例129、実施例130、実施例131、実施例132、実施例133、実施例134、実施例135、実施例136、実施例137、実施例138、実施例139、実施例140、実施例141、実施例142、実施例143、実施例144、実施例145、実施例146、実施例147、実施例148、実施例149、実施例150、実施例151、実施例152、実施例153、実施例154、実施例155、実施例156、実施例157、実施例158、実施例159、実施例160、実施例161、実施例162、実施例163、実施例164、実施例165、実施例166、実施例167、実施例168、実施例169、実施例170、実施例171、実施例172、実施例173、実施例174、実施例175、実施例176、実施例177、実施例178、実施例179、実施例180、実施例181、実施例182、実施例183、実施例184、実施例185、実施例186、実施例187、実施例188、実施例189、実施例190、実施例191、実施例192、実施例193、実施例194、実施例195、実施例196、実施例197、実施例198、実施例199、実施例200、実施例201、実施例202、実施例203、実施例204、実施例205、実施例206、実施例207、実施例208、実施例209、実施例210、実施例211、実施例212、実施例213、実施例214、実施例215、実施例216、実施例217、実施例218、実施例219、実施例220、実施例221、実施例222、実施例223、実施例224、実施例225、実施例226、実施例227、実施例228、実施例229、実施例230、実施例231、実施例232、実施例233、実施例234、実施例235、実施例236、実施例237、実施例238、実施例239、実施例240、実施例241、実施例242、実施例243、実施例244、実施例245、実施例246、実施例247、実施例248、実施例249、実施例250、実施例251、実施例252、実施例253、実施例254、実施例255、実施例256、実施例257、実施例258、実施例259、実施例260、実施例261、実施例262、実施例263、実施例264、実施例265、実施例266、実施例267、実施例268、実施例269、実施例270、実施例271、実施例272、実施例273、実施例274、実施例275、実施例276、実施例277、実施例278、実施例279、実施例280、実施例281、実施例282、実施例283、実施例284、実施例285、実施例286、実施例287、実施例288、実施例289、実施例290、実施例291、実施例292、実施例293、実施例294、実施例295、実施例296、実施例297、実施例298、実施例299、実施例300、実施例301、実施例302、実施例303、実施例304、実施例305、実施例306、実施例307、実施例308、実施例309、実施例310、実施例311、実施例312、実施例313、実施例314、実施例315、実施例316、実施例317、実施例318、実施例319、実施例320、実施例321、実施例322、実施例323、実施例324、実施例325、実施例326、実施例327、実施例328、実施例329、実施例330、実施例331、実施例332、実施例333、実施例334、実施例335、実施例336、実施例337、実施例338、実施例339、実施例340、実施例341、実施例342、実施例343、実施例344、実施例345、実施例346、実施例347、実施例348、実施例349、実施例350、実施例351、実施例352、実施例353、実施例354、実施例355、実施例356、実施例357、実施例358、実施例359、実施例360、実施例361、実施例362、実施例363、実施例364、実施例365、実施例366、実施例367、実施例368、実施例369、実施例370、実施例371、実施例372、実施例373、実施例374、実施例375、実施例376、実施例377、実施例378、実施例379、実施例380、実施例381、実施例382、実施例383、実施例384、実施例385、実施例386、実施例387、実施例388、実施例389、実施例390、実施例391、実施例392、実施例393、実施例394、実施例395、実施例396、実施例397、実施例398、実施例399、実施例400、実施例401、実施例402、実施例403、実施例404、実施例405、実施例406、実施例407、実施例408、実施例409、実施例410、実施例411、実施例412、実施例413、実施例414、実施例415、実施例416、実施例417、実施例418、実施例419、実施例420、実施例421、実施例422、実施例423、実施例424、実施例425、実施例426、実施例427、実施例428、実施例429、実施例430、実施例431、実施例432、実施例433、実施例434、実施例435、実施例436、実施例437、実施例438、実施例439、実施例440、実施例441、実施例442、実施例443、実施例444、実施例445、実施例446、実施例447、実施例448、実施例449、実施例450、実施例451、実施例452、実施例453、実施例454、実施例455、実施例456、実施例457、実施例458、実施例459、実施例460、実施例461、実施例462、実施例463、実施例464、実施例465、実施例466、実施例467、実施例468、実施例469、実施例470、実施例471、実施例472、実施例473、実施例474、実施例475、実施例476、実施例477、実施例478、実施例479、実施例480、実施例481、実施例482、実施例483、実施例484、実施例485、実施例486、実施例487、実施例488、実施例489、実施例490、実施例491、実施例492、実施例493、実施例494、実施例495、実施例496、実施例497、実施例498、実施例499、実施例500、実施例501、実施例502、実施例503、実施例504、実施例505、実施例506、実施例507、実施例508、実施例509、実施例510、実施例511、実施例512、実施例513、実施例514、実施例515、実施例516、実施例517、実施例518、実施例519、実施例520、実施例521、実施例522、実施例523、実施例524、実施例525、実施例526、実施例527、実施例528、実施例529、実施例530、実施例531、実施例532、実施例533、実施例534、実施例535、実施例536、実施例537、実施例538、実施例539、実施例540、実施例541、実施例542、実施例543、実施例544、実施例545、実施例546、実施例547、実施例548、実施例549、実施例550、実施例551、実施例552、実施例553、実施例554、実施例555、実施例556、実施例557、実施例558、実施例559、実施例560、実施例561、実施例562、実施例563、実施例564、実施例565、実施例566、実施例567、実施例568、実施例569、実施例570、実施例571、実施例572、実施例573、実施例574、実施例575、実施例576、実施例577、実施例578、実施例579、実施例580、実施例581、実施例582、実施例583、実施例584、実施例585、実施例586、実施例587、実施例588、実施例589、実施例590、実施例591、実施例592、実施例593、実施例594、実施例595、実施例596、実施例597、実施例598、実施例599、実施例600、実施例601、実施例602、実施例603、実施例604、実施例605、実施例606、実施例607、実施例608、実施例609、実施例610、実施例611、実施例612、実施例613、実施例614、実施例615、実施例616、実施例617、実施例618、実施例619、実施例620、実施例621、実施例622、実施例623、実施例624、実施例625、実施例626、実施例627、実施例628、実施例629、実施例630、実施例631、実施例632、実施例633、実施例634、実施例635、実施例636、実施例637、実施例638、実施例639、実施例640、実施例641、実施例642、実施例643、実施例644、実施例645、実施例646、実施例647、実施例648、実施例649、実施例650、実施例651、実施例652、実施例653、実施例654、実施例655、実施例656、実施例657、実施例658、実施例659、実施例660、実施例661、実施例662、実施例663、実施例664、実施例665、実施例666、実施例667、実施例668、実施例669、実施例670、実施例671、実施例672、実施例673、実施例674、実施例675、実施例676、実施例677、実施例678、実施例679、実施例680、実施例681、実施例682、実施例683、実施例684、実施例685、実施例686、実施例687、実施例688、実施例689、実施例690、実施例691、実施例692、実施例693、実施例694、実施例695、実施例696、実施例697、実施例698、実施例699、実施例700、実施例701、実施例702、実施例703、実施例704、実施例705、実施例706、実施例707、実施例708、実施例709、実施例710、実施例711、実施例712、実施例713、実施例714、実施例715、実施例716、実施例717、実施例718、実施例719、実施例720、実施例721、実施例722、実施例723、実施例724、実施例725、実施例726、実施例727、実施例728、実施例729、実施例730、実施例731、実施例732、実施例733、実施例734、実施例735、実施例736、実施例737、実施例738、実施例739、実施例740、実施例741、実施例742、実施例743、実施例744、実施例745、実施例746、実施例747、実施例748、実施例749、実施例750、実施例751、実施例752、実施例753、実施例754、実施例755、実施例756、実施例757、実施例758、実施例759、実施例760、実施例761、実施例762、実施例763、実施例764、実施例765、実施例766、実施例767、実施例768、実施例769、実施例770、実施例771、実施例772、実施例773、実施例774、実施例775、実施例776、実施例777、実施例778、実施例779、実施例780、実施例781、実施例782、実施例783、実施例784、実施例785、実施例786、実施例787、実施例788、実施例789、実施例790、実施例791、実施例792、実施例793、実施例794、実施例795、実施例796、実施例797、実施例798、実施例799、実施例800、実施例801、実施例802、実施例803、実施例804、実施例805、実施例806、実施例807、実施例808、実施例809、実施例810、実施例811、実施例812、実施例813、実施例814、実施例815、実施例816、実施例817、実施例818、実施例819、実施例820、実施例821、実施例822、実施例823、実施例824、実施例825、実施例826、実施例827、実施例828、実施例829、実施例830、実施例831、実施例832、実施例833、実施例834、実施例835、実施例836、実施例837、実施例838、実施例839、実施例840、実施例841、実施例842、実施例843、実施例844、実施例845、実施例846、実施例847、実施例848、実施例849、実施例850、実施例851、実施例852、実施例853、実施例854、実施例855、実施例856、実施例857、実施例858、実施例859、実施例860、実施例861、実施例862、実施例863、実施例864、実施例865、実施例866、実施例867、実施例868、実施例869、実施例870、実施例871、実施例872、実施例873、実施例874、実施例875、実施例876、実施例877、実施例878、実施例879、実施例880、実施例881、実施例882、実施例883、実施例884、実施例885、実施例886、実施例887、実施例888、実施例889、実施例890、実施例891、実施例892、実施例893、実施例894、実施例895、実施例896、実施例897、実施例898、実施例899、実施例900、実施例901、実施例902、実施例903、実施例904、実施例905、実施例906、実施例907、実施例908、実施例909、実施例910、実施例911、実施例912、実施例913、実施例914、実施例915、実施例916、実施例917、実施例918、実施例919、実施例920、実施例921、実施例922、実施例923、実施例924、実施例925、実施例926、実施例927、実施例928、実施例929、実施例930、実施例931、実施例932、実施例933、実施例934、実施例935、実施例936、実施例937、実施例938、実施例939、実施例940、実施例941、実施例942、実施例943、実施例944、実施例945、実施例946、実施例947、実施例948、実施例949、実施例950、実施例951、実施例952、実施例953、実施例954、実施例955、実施例956、実施例957、実施例958、実施例959、実施例960、実施例961、実施例962、実施例963、実施例964、実施例965、実施例966、実施例967、実施例968、実施例969、実施例970、実施例971、実施例972、実施例973、実施例974、実施例975、実施例976、実施例977、実施例978、実施例979、実施例980、実施例981、実施例982、実施例983、実施例984、実施例985、実施例986、実施例987、実施例988、実施例989、実施例990、実施例991、実施例992、実施例993、実施例994、実施例995、実施例996、実施例997、実施例998、実施例999、実施例1000、実施例1001、実施例1002、実施例1003、実施例1004、実施例1005、実施例1006、実施例1007、実施例1008、実施例1009、実施例1010、実施例1011、実施例1012、実施例1013、実施例1014、実施例1015、実施例1016、実施例1017、実施例1018、実施例1019、実施例1020、実施例1021、実施例1022、実施例1023、実施例1024、実施例1025、実施例1026、実施例1027、実施例1028、実施例1029、実施例1030、実施例1031、実施例1032、実施例1033、実施例1034、実施例1035、実施例1036、実施例1037、実施例1038、実施例1039、実施例1040、実施例1041、実施例1042、実施例1043、実施例1044、実施例1045、実施例1046、実施例1047、実施例1048、実施例1049、実施例1050、実施例1051、実施例1052、実施例1053、実施例1054、実施例1055、実施例1056、実施例1057、実施例1058、実施例1059、実施例1060、実施例1061、実施例1062、実施例1063、実施例1064、実施例1065、実施例1066、実施例1067、実施例1068、実施例1069、実施例1070、実施例1071、実施例1072、実施例1073、実施例1074、実施例1075、実施例1076、実施例1077、実施例1078、実施例1079、実施例1080、実施例1081、実施例1082、実施例1083、実施例1084、実施例1085、実施例1086、実施例1087、実施例1088、実施例1089、実施例1090、実施例1091、実施例1092、実施例1093、実施例1094、実施例1095、実施例1096、実施例1097、実施例1098、実施例1099、実施例1100、実施例1101、実施例1102、実施例1103、実施例1104、実施例1105、実施例1106、実施例1107、実施例1108、実施例1109、実施例1110、実施例1111、実施例1112、実施例1113、実施例1114、実施例1115、実施例1116、実施例1117、実施例1118、実施例1119、実施例1120、実施例1121、実施例1122、実施例1123、実施例1124、実施例1125、実施例1126、実施例1127、実施例1128、実施例1129、実施例1130、実施例1131、実施例1132、実施例1133、実施例1134、実施例1135、実施例1136、実施例1137、実施例1138、実施例1139、実施例1140、実施例1141、実施例1142、実施例1143、実施例1144、実施例1145、実施例1146、実施例1147、実施例1148、実施例1149、実施例1150、実施例1151、実施例1152、実施例1153、実施例1154、実施例1155、実施例1156、実施例1157、実施例1158、実施例1159、実施例1160、実施例1161、実施例1162、実施例1163、実施例1164、実施例1165、実施例1166、実施例1167、実施例1168、実施例1169、実施例1170、実施例1171、実施例1172、実施例1173、実施例1174、実施例1175、実施例1176、実施例1177、実施例1178、実施例1179、実施例1180、実施例1181、実施例1182、実施例1183、実施例1184、実施例1185、実施例1186、実施例1187、実施例1188、実施例1189、実施例1190、実施例1191、実施例1192、実施例1193、実施例1194、実施例1195、実施例1196、実施例1197、実施例1198、実施例1199、実施例1200、実施例1201、実施例1202、実施例1203、実施例1204、実施例1205、実施例1206、実施例1207、実施例1208、実施例1209、実施例1210、実施例1211、実施例1212、実施例1213、実施例1214、実施例1215、実施例1216、実施例1217、実施例1218、実施例1219、実施例1220、実施例1221、実施例1222、実施例1223、実施例1224、実施例1225、実施例1226、実施例1227、実施例1228、実施例1229、実施例1230、実施例1231、実施例1232、実施例1233、実施例1234、実施例1235、実施例1236、実施例1237、実施例1238、実施例1239、実施例1240、実施例1241、実施例1242、実施例1243、実施例1244、実施例1245、実施例1246、実施例1247、実施例1248、実施例1249、実施例1250、実施例1251、実施例1252、実施例1253、実施例1254、実施例1255、実施例1256、実施例1257、実施例1258、実施例1259、実施例1260、実施例1261、実施例1262、実施例1263、実施例1264、実施例1265、実施例1266、実施例1267、実施例1268、実施例1269、実施例1270、実施例1271、実施例1272、実施例1273、実施例1274、実施例1275、実施例1276、実施例1277、実施例1278、実施例1279、実施例1280、実施例1281、実施例1282、実施例1283、実施例1284、実施例1285、実施例1286、実施例1287、実施例1288、実施例1289、実施例1290、実施例1291、実施例1292、実施例1293、実施例1294、実施例1295、実施例1296、実施例1297、実施例1298、実施例1299、実施例1300、実施例1301、実施例1302、実施例1303、実施例1304、実施例1305、実施例1306、実施例1307、実施例1308、実施例1309、実施例1310、実施例1311、実施例1312、実施例1313、実施例1314、実施例1315、実施例1316、実施例1317、実施例1318、実施例1319、実施例1320、実施例1321、実施例1322、実施例1323、実施例1324、実施例1325、実施例1326、実施例1327、実施例1328、実施例1329、実施例1330、実施例1331、実施例1332、実施例1333、実施例1334、実施例1335、実施例1336、実施例1337、実施例1338、実施例1339、実施例1340、実施例1341、実施例1342、実施例1343、実施例1344、実施例1345、実施例1346、実施例1347、実施例1348、実施例1349、実施例1350、実施例1351、実施例1352、実施例1353、実施例1354、実施例1355、実施例1356、実施例1357、実施例1358、実施例1359、実施例1360、実施例1361、実施例1362、実施例1363、実施例1364、実施例1365、実施例1366、実施例1367、実施例1368、実施例1369、実施例1370、実施例1371、実施例1372、実施例1373、実施例1374、実施例1375、実施例1376、実施例1377、実施例1378、実施例1379、実施例1380、実施例1381、実施例1382、実施例1383、実施例1384、実施例1385、実施例1386、実施例1387、実施例1388、実施例1389、実施例1390、実施例1391、実施例1392、実施例1393、実施例1394、実施例1395、実施例1396、実施例1397、実施例1398、実施例1399、実施例1400、実施例1401、実施例1402、実施例1403、実施例1404、実施例1405、実施例1406、実施例1407、実施例1408、実施例1409、実施例1410、実施例1411、実施例1412、実施例1413、実施例1414、実施例1415、実施例1416、実施例1417、実施例1418、実施例1419、実施例1420、実施例1421、実施例1422、実施例1423、実施例1424、実施例1425、実施例1426、実施例1427、実施例1428、実施例1429、実施例1430、実施例1431、実施例1432、実施例1433、実施例1434、実施例1435、実施例1436、実施例1437、実施例1438、実施例1439、実施例1440、実施例1441、実施例1442、実施例1443、実施例1444、実施例1445、実施例1446、実施例1447、実施例1448、実施例1449、実施例1450、実施例1451、実施例1452、実施例1453、実施例1454、実施例1455、実施例1456、実施例1457、実施例1458、実施例1459、実施例1460、実施例1461、実施例1462、実施例1463、実施例1464、実施例1465、実施例1466、実施例1467、実施例1468、実施例1469、実施例1470、実施例1471、実施例1472、実施例1473、実施例1474、実施例1475、実施例1476、実施例1477、実施例1478、実施例1479、実施例1480、実施例1481、実施例1482、実施例1483、実施例1484、実施例1485、実施例1486、実施例1487、実施例1488、実施例1489、実施例1490、実施例1491、実施例1492、実施例1493、実施例1494、実施例1495、実施例1496、実施例1497、実施例1498、実施例1499、実施例1500、実施例1501、実施例1502、実施例1503、実施例1504、実施例1505、実施例1506、実施例1507、実施例1508、実施例1509、実施例1510、実施例1511、実施例1512、実施例1513、実施例1514、実施例1515、実施例1516、実施例1517、実施例1518、実施例1519、実施例1520、実施例1521、実施例1522、実施例1523、実施例1524、実施例1525、実施例1526、実施例1527、実施例1528、実施例1529、実施例1530、実施例1531、実施例1532、実施例1533、実施例1534、実施例1535、実施例1536、実施例1537、実施例1538、実施例1539、実施例1540、実施例1541、実施例1542、実施例1543、実施例1544、実施例1545、実施例1546、実施例1547、実施例1548、実施例1549、実施例1550、実施例1551、実施例1552、実施例1553、実施例1554、実施例1555、実施例1556、実施例1557、実施例1558、実施例1559、実施例1560、実施例1561、実施例1562、実施例1563、実施例1564、実施例1565、実施例1566、実施例1567、実施例1568、実施例1569、実施例1570、実施例1571、実施例1572、実施例1573、実施例1574、実施例1575、実施例1576、実施例1577、実施例1578、実施例1579、実施例1580、実施例1581、実施例1582、実施例1583、実施例1584、実施例1585、実施例1586、実施例1587、実施例1588、実施例1589、実施例1590、実施例1591、実施例1592、実施例1593、実施例1594、実施例1595、実施例1596、実施例1597、実施例1598、実施例1599、実施例1600、実施例1601、実施例1602、実施例1603、実施例1604、実施例1605、実施例1606、実施例1607、実施例1608、実施例1609、実施例161

(9) 000-119797 (P2000-119797A)

製造した鋼板は -20°C でのHAZのシャルピー吸収エネルギーが 150 J を越え、優れたHAZ靱性を有する。これに対して比較鋼は化学成分またはTi、Mg複合酸化物の大きさ、密度が不適切なため、 -20°C でのHAZのシャルピー吸収エネルギーが著しく劣る。鋼15はO量が少ないためにMg、Ti複合酸化物の密度が少ないのでHAZのシャルピー吸収エネルギーが低い。鋼16はAl量が多すぎるためにMg、Ti複合酸化物の密度がほとんどなく、HAZのシャルピー吸収エネルギーが低い。鋼17はTi量が少なすぎるために、HAZのシャルピー吸収エネルギーが低い。鋼18はTi量が多いためにHAZのシャルピー吸収エネルギーが若干低い。鋼19はO量が多いためにMg、Ti複合酸化物の粒径が大きく、 $0.001\sim 5\mu\text{m}$ でのTiとMgの酸化物の密度が少なく、HAZのシャルピー吸収エネルギーが低い。鋼20はMg添加がないためHAZのシャルピー吸収エネルギーが若干低い。

＜実施例2＞転炉でTi、Mg以外の合金元素を添加する。TiおよびMgの添加は2次精錬で行う。Tiを添加した15分後に金属MgあるいはMg合金を溶鋼中に吹き込む。さらに20分後連続鋳造を行い、スラブにす

る。スラブを例えば 1150°C に加熱し、中心部が 1150°C に到達した60分後にスラブを抽出し、直ちに例えば 100 mm まで粗圧延、 20 mm まで仕上げ圧延を行う。その後水冷し、水冷停止温度を例えば 400°C にし、厚鋼板の製造を終える。この厚鋼板を造管し、内外面溶接を行う。この時の入熱は例えば 20 mm の場合では 3.5 kJ/cm である。その後拡管を行い、UOE鋼管とした。

【0053】

【発明の効果】以上のべたように、本発明はTiとMgを適切な量添加してTi、Mgの酸化物を形成させ、しかもMgを含有する $1\mu\text{m}$ 程度の粒子径で粒内変態を促進させ、またMgを含有する $0.1\mu\text{m}$ 程度の粒子径で結晶粒を微細化してHAZ靱性を向上させ、 $2.5\sim 100\text{ kJ/mm}$ の大入熱溶接における溶接熱影響部(HAZ)における低温靱性に優れた造船、建築、压力容器、ラインパイプなど構造物に使用する安全性の高い鋼材が安定して大量に製造することが可能となった。

【0054】

【表1】

表 1

		供試鋼の化学成分 (wt%, *ppm)													
区分	鋼	C	Si	Mn	P*	S*	Ti	Al	B*	N*	O*	Mg*	その他		
本 発 明 鋼	1	0.07	0.08	1.96	100	10	0.012	0.002	9	32	31	11	Ni:0.40, Cr:0.30, Mo:0.40, Nb:0.03		
	2	0.08	0.15	1.85	80	15	0.015	0.004	8	35	41	14	Ni:0.40, Cr:0.25, Nb:0.030		
	3	0.06	0.20	1.85	90	8	0.024	0.003	10	33	33	16	Cr:0.35, Cu:1.00, Ni:0.35, Nb:0.03		
	4	0.07	0.18	1.82	80	7	0.018	0.002	9	30	42	8	Mo:0.40, Cu:0.99, Ni:0.35, Nb:0.03		
	5	0.05	0.07	1.82	100	9	0.020	0.003	7	31	40	5	Ni:0.45, Cu:1.03		
	6	0.08	0.05	1.92	80	11	0.018	0.002	11	32	32	4	V:0.061, Mo:0.40, Cu:0.96, Nb:0.03		
	7	0.09	0.15	1.85	60	10	0.019	0.002	7	30	33	10	Ni:0.40, V:0.060, Cu:0.99, Nb:0.03		
	8	0.08	0.18	1.95	70	16	0.015	0.005	8	34	40	13	V:0.055, Cu:0.10, Ni:0.35, Nb:0.03		
	9	0.06	0.20	1.71	60	18	0.018	0.004	10	36	36	7	Ni:0.40, Cu:0.90, Nb:0.03		
	10	0.08	0.15	1.84	70	15	0.016	0.002	8	30	30	8	Mo:0.42, Cu:0.99, Ni:0.35		
	11	0.06	0.16	2.00	150	16	0.017	0.002	9	32	39	6	Cr:0.45, Cu:0.98, Ni:0.35		
	12	0.07	0.09	1.75	50	10	0.015	0.005	10	30	48	9	Ni:0.35, Cu:0.85		
	13	0.07	0.07	1.96	60	8	0.020	0.002	11	30	40	10	Mo:0.40, Cr:0.30, Ni:0.36		
	14	0.07	0.08	1.87	90	9	0.018	0.003	13	30	38	8	Ni:0.40, Mo:0.40, Cu:1.01, Nb:0.03		
比 較 鋼	15	0.08	0.08	1.80	55	15	0.014	0.001	9	40	9	12	V:0.060, Cr:0.30, Ni:0.35, Nb:0.036		
	16	0.07	0.01	1.85	60	10	0.015	0.020	9	35	30	10	Cr:0.30, V:0.060, Nb:0.030		
	17	0.07	0.10	1.85	50	10	0.001	0.005	8	30	30	12	Ni:0.35, Nb:0.035		
	18	0.08	0.15	1.90	50	9	0.030	0.004	7	32	31	8	Mo:0.42, Nb:0.031		
	19	0.08	0.20	1.86	50	7	0.014	0.004	8	34	30	6	Cu:0.44, Nb:0.038		
	20	0.08	0.15	1.86	50	15	0.015	0.004	6	30	32	0	Cr:0.30, Nb:0.034		

【0055】

【表2】

(株) 000-119797 (P2000-119797A)

表 1 (つづき)

区分	鋼	Mo-Ti複合酸化物	母材の機械的性質		vE-40(J)	vTrs (℃)	HAZ 靱性 vE-20(J)	γ 粒径 (μm)	硬さ Hv(10kg)
		密度(0.001-5.0 μm)	YS(MPa)	TS(MPa)					
本 発 明 鋼	1.	350	850	1000	280	-120	210	120	280
	2.	380	850	950	280	-100	195	130	285
	3.	240	810	950	290	-90	200	140	290
	4.	270	796	902	295	-85	210	100	300
	5.	250	851	970	285	-90	205	110	270
	6.	300	852	953	275	-100	195	150	300
	7.	350	876	982	285	-100	185	100	280
	8.	410	796	940	305	-100	205	110	275
	9.	280	857	958	270	-100	195	130	265
	10.	380	856	963	285	-90	185	120	300
	11.	450	897	977	300	-80	200	110	280
	12.	400	840	973	315	-110	210	100	290
	13.	310	791	902	295	-90	220	150	270
	14.	390	810	921	285	-80	215	120	289
比 較 鋼	15.	31	754	926	280	-80	50	120	265
	16.	10	789	956	256	-90	40	115	270
	17.	150	882	920	200	-75	35	150	275
	18.	210	716	935	180	-70	40	130	270
	19.	35	725	938	250	-80	45	140	286
	20.	120	759	951	240	-75	50	140	294

フロントページの続き

(72)発明者 斎藤 直樹
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72)発明者 為広 博
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

R ターム(参考) 4K013 BA14 DA03 DA08 DA09 EA18